

1742

02307100
1700

1603
SAD
#3
3-6-01

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

Applicants : Shuji HANADA, et al.
Serial No. : 09/710,430
Filed : November 9, 2000
For : NOVEL TERNARY ALLOY AND APPARATUS THEREOF

Assistant Commissioner for
Patents
Washington, D.C. 20231

CLAIM TO CONVENTION PRIORITY UNDER 35 U.S.C. 119

S I R :

A claim to the Convention Priority Date of Japanese Patent Application No. 2000-146686, filed in Japan on May 18, 2000, was made at the time this United States application was filed. In order to complete the claim to Convention Priority Date under 35 U.S.C. 119, a certified copy of this Japanese Application is enclosed herewith.

Respectfully submitted,

KENYON & KENYON

By Edward W. Greason
Edward W. Greason
Reg. No. 18,918

One Broadway
New York, N.Y. 10004
(212) 425-7200

Dated: January 25, 2001

RECEIVED
MAR - 5 2001
TECHNOLOGY CENTER

09/710430



日本国特許庁
PATENT OFFICE
JAPANESE GOVERNMENT

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日

Date of Application:

2000年 5月18日

出願番号

Application Number:

特願2000-146686

出願人

Applicant(s):

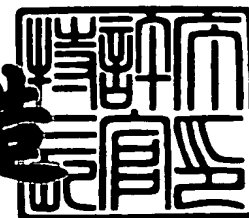
株式会社 東北テクノアーチ

RECEIVED
MAR-5 2001
TECHNOLOGY CENTER 1700

2000年12月22日

特許庁長官
Commissioner,
Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2000-3107486

【書類名】 特許願

【整理番号】 P09MY00TA

【特記事項】 特許法第 3 0 条第 1 項の規定の適用を受けようとする特
許出願

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 A61L 31/00

【発明者】

 【住所又は居所】 宮城県仙台市太白区山田自由ヶ丘 4 3 - 2 0

 【氏名】 花田 修治

【発明者】

 【住所又は居所】 宮城県黒川郡富谷町日吉台 2 - 1 5 - 1 1

 【氏名】 渡辺 貞夫

【発明者】

 【住所又は居所】 宮城県仙台市宮城野区小田原 2 - 7 - 3 1 アリスコート
 小田原 3 0 1 号

 【氏名】 正橋 直哉

【発明者】

 【住所又は居所】 茨城県つくば市吾妻四丁目 1 0 4 棟 4 0 3 号

 【氏名】 細田 秀樹

【特許出願人】

 【識別番号】 899000035

 【氏名又は名称】 株式会社 東北テクノアーチ

【代理人】

 【識別番号】 100098729

 【弁理士】

 【氏名又は名称】 重信 和男

【選任した代理人】

 【識別番号】 100099357

 【弁理士】

【氏名又は名称】 日高 一樹

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 046422

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 生体用形状記憶合金

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 Ti と Zr の両方または少なくとも 1 つの元素、Nb と Ta の両方または少なくとも 1 つの元素、そして他の元素としての Sn、を主要元素として構成する合金材であり、この合金材が形状記憶特性または超弾性を有することを特徴とする生体用形状記憶合金。

【請求項 2】 前記合金材に占める Nb と Ta の合計元素パーセンテージが、10～20 at. % であり、かつ前記合金材に占める Sn の元素パーセンテージが、3～6 at. % である請求項 1 に記載の生体用形状記憶合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、人体のほぼいたるところに一時的または半永久的に利用される生体用形状記憶合金に関する。

【0002】

【従来の技術】

TiNi 合金（ニチノール）は生体用の形状記憶合金や超弾性合金として人体のほぼいたるところに一時的あるいは半永久的に利用されている。ところが最近ヨーロッパでは人体の Ni アレルギーが問題視されるようになり、TiNi 合金も生体適合性の観点から近い将来使用禁止になる可能性が高いと言われている。そこで、人体に対する毒性やアレルギー性のある元素を全く含まない形状記憶合金の発明が求められるようになった。

【0003】

各種純金属に対しての鶏胚心筋繊維芽組織の細胞成長係数及びマウス繊維芽組織由来 L929 細胞の細胞相対増殖率をまとめたものを図 1 に示す。この結果から、V、Cd、Co、Cu、Zn、Hg などでは細胞毒性が強く、Zr、Ti、Nb、Ta、Pt、Au などは生体適合性に優れている事がわかる。さらに、生体内における耐食性の指標となる分極抵抗と、生体適合性の関係を整理した結果

を図 2 に示す。この図からは、P t、T a、N b、T i、Z r が生体適合性に優れているということが言える。

【 0 0 0 4 】

上記するように生体用の形状記憶合金として用いられてきている合金は、T i N i 合金がほとんどであり、N i の強いアレルギー性が懸念されるようになったため、N i を含まない形状記憶合金が注目されつつある。

【 0 0 0 5 】

【発明が解決しようとする課題】

そこで、本発明においては、生体用の形状記憶合金として Baker や Ahmed らによって形状記憶効果が観察されており、この生体適合性に優れた元素で構成されている T i 合金に着目し、第 3 元素として毒性の指摘のない S n を加えた 3 元系合金を生体用の形状記憶合金として提案するものである。

【 0 0 0 6 】

【課題を解決するための手段】

本発明の生体用形状記憶合金は、T i と Z r の両方または少なくとも 1 つの元素、N b と T a の両方または少なくとも 1 つの元素、そして他の元素としての S n、を主要元素として構成される合金材であり、この合金材が形状記憶特性または超弾性を有することを特徴としている。

本発明の生体用形状記憶合金は、前記合金材に占める N b と T a の合計元素パーセンテージが、10～20 a t % であり、かつ前記合金材に占める S n の元素パーセンテージが、3～6 a t % であるのが好ましい。

【 0 0 0 7 】

これら本発明によれば、N b および T a は T i および Z r のマルテンサイト変態温度を下げる β 安定型であり、T i および Z r のマルテンサイト変態・形状記憶効果を人体に使用できる室温近傍まで下げることができる。S n は α 安定型元素であるもののマルテンサイト変態温度をほとんど上昇させず、 β 相を不安定化しマルテンサイトを熱弾性型にすることができる。また、形状記憶効果の発現にはマルテンサイト逆変態を制御する短範囲規則度が重要な因子であるといわれているが、S n は T i および Z r 原子と強い相互作用を有しており、強い短範囲規

則化を示すことが期待される点も安定した形状記憶効果の発現に有利であり、マルテンサイト変態すなわち形状記憶特性を生体用として使用できるようにSnを適量添加することにより、人体の温度である37℃前後で形状記憶特性が得られた。

【0008】

【発明の実施の形態】

以下、図面に基づいて実施例を説明する。

【0009】

本実験で作製した試料の合金組成を表にして図3に示す。実験組成範囲を決定するにあたっては、MurrayによるTi-Nb二元系状態図、及びAhmedらがまとめたTi-Nb二元系のマルテンサイト変態点の組成依存性を参考にして、焼き入れたときにβ単相になり、マルテンサイト変態点があまり高くないような組成を選択した。

【0010】

合金は、純Ti（純度99.99%）、純Nb（純度99.99%）、純Sn（純度99.99%）を原料とし、アルゴンアーク溶解によって作製した。

【0011】

目標組成に秤量する前に、純Tiおよび純Nbはフッ化水素酸25vol.%、硝酸25vol.%、純水50vol.%溶液による酸洗い後アセトン洗浄、純Snはアセトン洗浄を行い、表面の汚れを除去した。溶解はアルゴン雰囲気中で水冷銅ハースと非消耗型タングステン電極を用いたアーク溶解炉で行い、ボタン状のインゴットを作成した。溶解前にはTiゲッターを10分間溶解し、残存する不純物酸素などを取り除いた。インゴットの重量は約30gである。合金成分の偏析を少なくするため、インゴットの天地を逆さまにして溶解・凝固を4回繰り返した。

【0012】

溶製後のインゴットは真空雰囲気中で1100℃×12時間の均質化熱処理を行い、炉冷した。その後、厚さ1mmになるように冷間圧延した。圧延した板から放電加工機を用いて各種試験片形状に試料を切り出し、表面の酸化膜を研磨に

より除去した後、不透明石英管に真空封入し、 $950^{\circ}\text{C} \times 30$ 分間の溶体化処理を行い、氷水中に焼き入れた。

【0013】

作製した合金が形状記憶効果を有するかどうかを調べるために簡易曲げ試験を行った。その写真を図4，図5，図6に示す。左側が丸棒に巻きつけて変態を加えた後で丸棒から取り外したときの写真、右側が加熱後の写真である。

【0014】

図4，図5の(a)～(e)は4at.%Snを含む合金の形状記憶効果であり、Nb量が増加する順に並べて示してある。 $14\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $16\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $17\text{Nb}4\text{Sn}$ では形状の回復が見られたが、 $18\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $20\text{Nb}4\text{Sn}$ では形状は回復しなかった。この写真の中で、完全に形状が回復して直線に戻った試験片の端についているのは、試験片を立たせておくための粘土である。加熱前の試験片の変形の度合いを見ると、 $14\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $16\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $20\text{Nb}4\text{Sn}$ は丸棒から取り外した後も比較的大きく変形している。すなわち、残留ひずみが大きい、 $17\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $18\text{Nb}4\text{Sn}$ では丸棒からはずして変形応力を除くと、他の3つと比較してあまり変形していないことがわかる。

【0015】

次に、図6の(f)～(i)に12at.%Nbを含む合金をSn量が増加する順に並べて示した。 $12\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $12\text{Nb}6\text{Sn}$ では形状の回復が見られ、 $12\text{Nb}7\text{Sn}$ 、 $12\text{Nb}8\text{Sn}$ では回復しなかった。また、 $12\text{Nb}6\text{Sn}$ は他の3つと比較して加熱前の残留ひずみが小さかった。

【0016】

以上のような曲げ試験を行い、加熱前と加熱後で試験片の曲率を測定し、形状回復率を計算した結果を図7にまとめた。この図から、低Nb、低Sn側では形状回復率は100%で完全に形状が回復しているが、 $14\text{Nb}6\text{Sn}$ 、 $16\text{Nb}5\text{Sn}$ 、 $18\text{Nb}4\text{Sn}$ では加熱しても変形ひずみが残存し、それら以上にNb量、あるいはSn量が多い合金では本実験条件下では形状記憶効果は見られないことがわかる。ここで、 M_S はマルテンサイト変態開始温度、 M_f は終了温度、ならびに A_S はオーステナイト変態開始温度、 A_f は終了温度である。

【 0 0 1 7 】

ここまでの曲げ試験はすべて室温で行っているが、さらに液体窒素中でも試験片を変形し、加熱して形状回復が見られるか調べた。その結果も加えて形状記憶効果の有無をまとめたのが図 8 である。加熱により少しでも形状回復が見られるものは形状記憶効果があるとした。この結果、12Nb7Sn、16Nb6Sn、18Nb5Sn は室温では形状回復が見られなかったが、液体窒素温度で変形したときには回復が観察された。今回作成した合金で、室温でも液体窒素温度でも形状記憶効果が見られなかったのは 18Nb6Sn と 20Nb6Sn であった。

【 0 0 1 8 】

ここで、マルテンサイト変態温度と形状記憶効果の発現について簡単に述べる。図 9 に形状記憶効果と超弾性（変態擬弾性）の出現条件を示す模式図を示す。この図からわかるように、形状記憶効果が発現するには変形温度でマルテンサイト変態が起こっているか、または変形時に応力が加わる事によって応力誘起マルテンサイトが生成し、それが除荷しただけでは完全に逆変態せずに、マルテンサイトが残っていることが必要である。このマルテンサイトの双晶変形が担っている分のひずみが、 A_f 点以上の温度に加熱して逆変態が起こるときに回復するのである。

【 0 0 1 9 】

したがって、室温における曲げ試験で形状回復が見られなかったということは、その合金は室温ではマルテンサイト相ではなく母相のままであるか、あるいは応力誘起マルテンサイトが生成しても除荷により完全に逆変態が完了するということになる。しかし、後者は完全な超弾性を示すことになるが、ここでは完全な超弾性は得られていない。このため、室温での曲げ試験で形状回復を示さない合金はその M_s 点が室温より低くかつ応力誘起マルテンサイト変態も起こっていないということになる。さらに図 8 に示したように、室温での変形では回復しなかった高 Nb および高 Sn 合金でも、液体窒素温度での変形で回復するものがあることから考えると、Ti-Nb-Sn 三元系合金では Nb 量、Sn 量ともに増加に伴いマルテンサイト変態点は低下する傾向にあることが見いだされる。

【0020】

次に、図4、図5、図6の写真で見られたように、ある合金組成で残留ひずみが小さくなる原因は以下のように超弾性と結びつけると理解できる。第一に、これらの合金の A_S 点が室温以下でかつ A_f 点が室温よりも少し低い温度であり、さらに M_d 点が室温以上であれば、室温において図9の超弾性の出現条件を部分的に満たすことになり、部分的な超弾性の効果と考えることができる。

【0021】

ここで、 M_d 点は応力誘起マルテンサイトが生成する最高温度であり、一般的にすべり臨界応力の上昇と共に増加する。第二に、 A_S 、 A_f 共に室温以下であるが、すべり臨界応力が低い場合、転位による不可逆的永久変形の寄与により、完全な超弾性発現が阻害されていると考えることもできる。実際、優れた超弾性を示すTiNi合金でもすべり臨界応力を上昇させる超弾性処理を行わないと完全な超弾性は発現しない。いずれにせよ、変形応力の除荷による部分的形状回復の増加が原因と考えられる。

【0022】

さらに、Ti-Nb-Sn合金の機械的性質、形状記憶特性、超弾性特性を調査するために引張試験を行った。試験は16Nb4Sn, 17Nb4Sn, 18Nb4Snの3種類の合金について行った。この3つを選んだ理由は3つある。まず1つ目は、オーステナイト変態点およびマルテンサイト変態がすべて求められていることが挙げられる。2つ目は、室温近傍で作動する形状記憶合金を目標としており、変態点が高すぎても低すぎても望ましくないが、これら3つは変態点がおおよそ±100℃以内に収まっており、十分に研究の指針となりうると思われる温度範囲に変態点があることが挙げられる。そして3つ目は、相変態・相平衡の違いが挙げられる。即ち、16Nb4Snは M_f 点が31℃と室温で完全にマルテンサイトとなっている。17Nb4Snはその M_S 点が-23℃なので室温ではマルテンサイトではないが、変形時に応力誘起マルテンサイト変態が起こる可能性があり、また A_S 点が60℃なので除荷しても応力誘起マルテンサイトは残存する。18Nb4Snは A_f 点が-23℃なので室温ではマルテンサイト変態しておらず、応力誘起マルテンサイト変態も除荷により消えると考えられ

るので、超弾性効果を示す可能性がある。このように、変態点と試験温度の関係によって挙動は3パターン考えられるが、 $16\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $17\text{Nb}4\text{Sn}$ 、 $18\text{Nb}4\text{Sn}$ ならば室温で3つとも網羅できるので、試験が容易であり、室温で行っているほかの実験と比較して議論することもできるという利点があるためである。なお、ここでは機械試験により得られた”見かけ”のひずみ量を基に説明する。

【0023】

引張試験によって、 $16\text{Nb}4\text{Sn}$ と $17\text{Nb}4\text{Sn}$ は、弾性変形に続いて降伏が起こって傾きが一時的に穏やかになり、その後また傾きが急になるという挙動を示した。また、 $18\text{Nb}4\text{Sn}$ にも降伏して傾きに変化する部分が見られた。

【0024】

$16\text{Nb}4\text{Sn}$ は室温では完全にマルテンサイト変態しているので、降伏して傾きが穏やかになっている領域はすべり変形ではなく、マルテンサイトバリエーションの再配列が進行することによって格子不変変形が起こっている領域であると考えられる。

【0025】

一方、 $17\text{Nb}4\text{Sn}$ は室温ではマルテンサイト変態していないので、傾きの穏やかな領域は応力誘起マルテンサイトの生成と成長ならびに生成した応力誘起マルテンサイトの双晶界面の移動によるものと思われる。そこで、応力誘起マルテンサイトが生成していることを確認するため、5%のひずみを印加したあと除荷した $17\text{Nb}4\text{Sn}$ の引張試験片の顕微鏡観察を行った。 $17\text{Nb}4\text{Sn}$ は M_S 点が -23°C 、 A_S 点が 60°C なので除荷しても応力誘起マルテンサイトは消滅せずに観察できる。そこで引張試験片に応力が加わるゲージ長部分と、応力が加わらないつまみ部分を観察したところ、(a)のゲージ長部分ではマルテンサイトが観察されたが、(b)のつまみ部分ではマルテンサイトは観察されなかった。したがって、応力誘起マルテンサイトの生成が確認され、傾きの穏やかな領域は応力誘起マルテンサイトの生成によるものであることがわかった。また、(a)では内部に多数の平行な双晶組織を含む大きなマルテンサイトのプレートが数

多く観察されているが、双晶の方向は各々の結晶粒内ですべて同じ向きを向いている。また、焼入れによって析出したマルテンサイトプレート中の双晶にはこのような傾向は見られない。これは引張方向に応力が加わったために、双晶界面が応力に対応して移動したことによると考えられる。

【0026】

18Nb4Snの降伏も、その変態点から考えて応力誘起マルテンサイトの生成によるものであると思われる。

【0027】

ここで降伏応力は、応力-ひずみ線図の弾性変形部を延長した直線と、傾きが穏やかになった部分の直線部を延長した直線との交点を降伏応力として求めることによって、破断伸びは3つとも17%以上で、良好な加工性を有していることがわかった。

【0028】

室温での引張試験結果を踏まえて、 M_f 以下から A_f 以上までの種々の温度で約4~5%まで引張り、除荷した後、 A_f 点以上に加熱して形状を回復させるという試験を行った。試験を行った合金は3種類とも同じような挙動を示したので、典型例として17Nb4Snの結果を図10に示す。低温側では弾性変形領域が短く、短い応力で降伏が起こるが、温度が上がるにつれて降伏応力が増加している。また、除荷した後 A_f 点以上の温度に加熱して形状を回復させたときの様子を点線の矢印で示してあるが、 A_f 以下の試験温度では残留ひずみはすべて加熱によって完全に回復したが、試験温度が A_f 以上のときは回復が起こらないことが確認できた。

【0029】

室温での引張試験結果を踏まえて、 M_f 以下から A_f 以上までの種々の温度で約4~5%まで引張り、除荷した後、 A_f 点以上に加熱して形状を回復させるという試験を行った。試験を行った合金は3種類とも同じような挙動を示したので、典型例として17Nb4Snの結果を図10に示す。低温側では弾性変形領域が短く、低い応力で降伏が起こるが、温度が上がるにつれて降伏応力が増加している。また、除荷した後 A_f 点以上の温度に加熱して形状を回復させたときの様

子を点線の矢印で示してあるが、 A_f 以下の試験温度では残留ひずみはすべて加熱によって完全に回復したが、試験温度が A_f 以上のときは回復が起こらないことが確認できた。

【0030】

すなわち、本実験結果から明らかなように、Nb および Ta は Ti および Zr のマルテンサイト変態温度を下げる β 安定型であり、Ti および Zr のマルテンサイト変態・形状記憶効果を人体に使用できる室温近傍まで下げることができる。Sn は α 安定型元素であるもののマルテンサイト変態温度をほとんど上昇させず、 β 相を不安定化しマルテンサイトを熱弾性型にすることができる。また、形状記憶効果の発現にはマルテンサイト逆変態を制御する短範囲規則度が重要な因子であるといわれているが、Sn は Ti および Zr 原子と強い相互作用を有しており、強い短範囲規則化を示すことが期待される点も安定した形状記憶効果の発現に有利であり、マルテンサイト変態すなわち形状記憶特性を生体用として使用できるように Sn を適量添加することにより、人体の温度である 36°C 前後で形状記憶特性が得られることが明らかになった。

【図面の簡単な説明】

【図1】

純金属の細胞毒性を示すグラフである。

【図2】

分極抵抗および純金属、Co-Cr 合金およびステンレス鋼の生体適合性の相互関係を示すグラフである。

【図3】

本発明の比較実験に用いた合金の試料組成表である。

【図4】

簡易曲げ試験結果（加熱前と加熱後）の一例を示す写真である。

【図5】

簡易曲げ試験結果（加熱前と加熱後）の一例を示す写真である。

【図6】

簡易曲げ試験結果（加熱前と加熱後）の一例を示す写真である。

【図 7】

簡易曲げ試験による形状回復率を示すグラフである。

【図 8】

形状記憶効果の有無を示すグラフである。

【図 9】

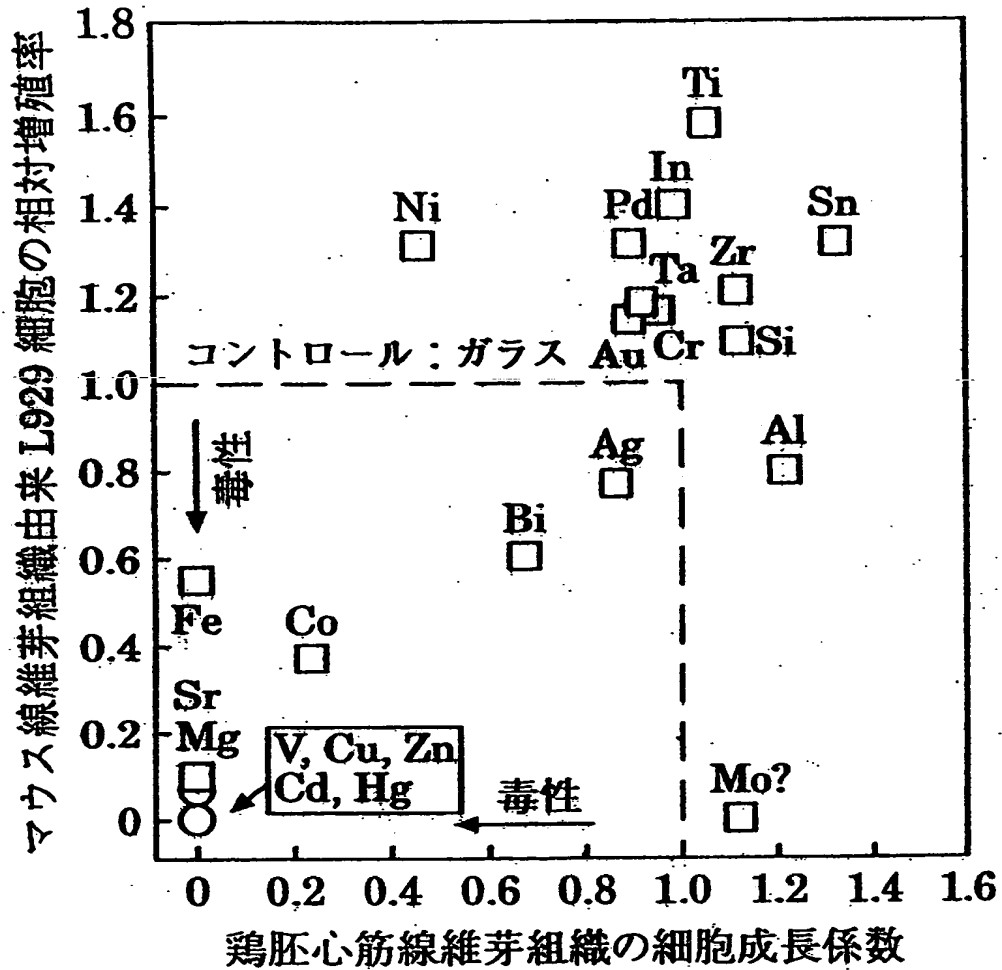
形状記憶効果と超弾性（変態擬弾性）の出現条件を示す模式図である。

【図 1 0】

1 7 N b 4 S n の種々の温度における応力－ひずみ線図である。

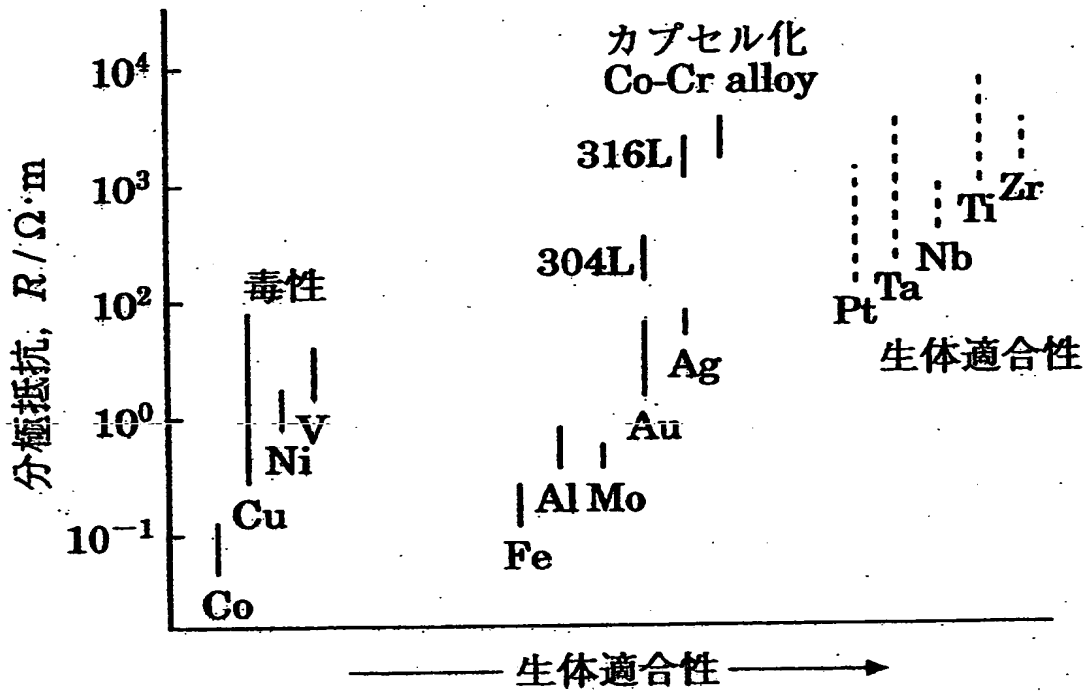
【書類名】 図面

【図 1】



純金属の細胞毒性

【図 2】



分極抵抗および純金属, Co-Cr 合金およびステンレス鋼の
生体適合性の相互関係

【図 3】

試料名	Ti (at.%)	Nb (at.%)	Sn (at.%)
10Nb4Sn	86	10	4
10Nb5Sn	85	10	5
10Nb6Sn	84	10	6
12Nb3Sn	85	12	3
12Nb4Sn	84	12	4
12Nb5Sn	83	12	5
12Nb6Sn	82	12	6
12Nb7Sn	81	12	7
12Nb8Sn	80	12	8
14Nb3Sn	83	14	3
14Nb4Sn	82	14	4
14Nb5Sn	81	14	5
14Nb6Sn	80	14	6
14.5Nb3Sn	82.5	14.5	3
14.5Nb4Sn	81.5	14.5	4
14.5Nb5Sn	80.5	14.5	5
15Nb3Sn	82	15	3
15Nb4Sn	81	15	4
15Nb5Sn	80	15	5
15.5Nb3Sn	81.5	15.5	3
15.5Nb4Sn	80.5	15.5	4
15.5Nb5Sn	79.5	15.5	5
16Nb4Sn	80	16	4
16Nb5Sn	79	16	5
16Nb6Sn	78	16	6
17Nb4Sn	79	17	4
17.5Nb4Sn	78.5	17.5	4
18Nb4Sn	78	18	4
18Nb5Sn	77	18	5
18Nb6Sn	76	18	6
18.5Nb4Sn	77.5	18.5	4
19Nb4Sn	77	19	4
20Nb4Sn	76	20	4
20Nb6Sn	74	20	6

【図 4】

(a) $14\text{Nb}4\text{Sn}$



(b) $16\text{Nb}4\text{Sn}$



(c) $17\text{Nb}4\text{Sn}$



加熱前

加熱後

Fig. 簡易曲げ試験結果
(a) $14\text{Nb}4\text{Sn}$, (b) $16\text{Nb}4\text{Sn}$, (c) $17\text{Nb}4\text{Sn}$

【図 5】

(d)18Nb4Sn



(e)20Nb4Sn



加熱前

加熱後

簡易曲げ試験結果

【図 6】

(f) 12Nb4Sn



(g) 12Nb6Sn



(h) 12Nb7Sn



(i) 12Nb8Sn

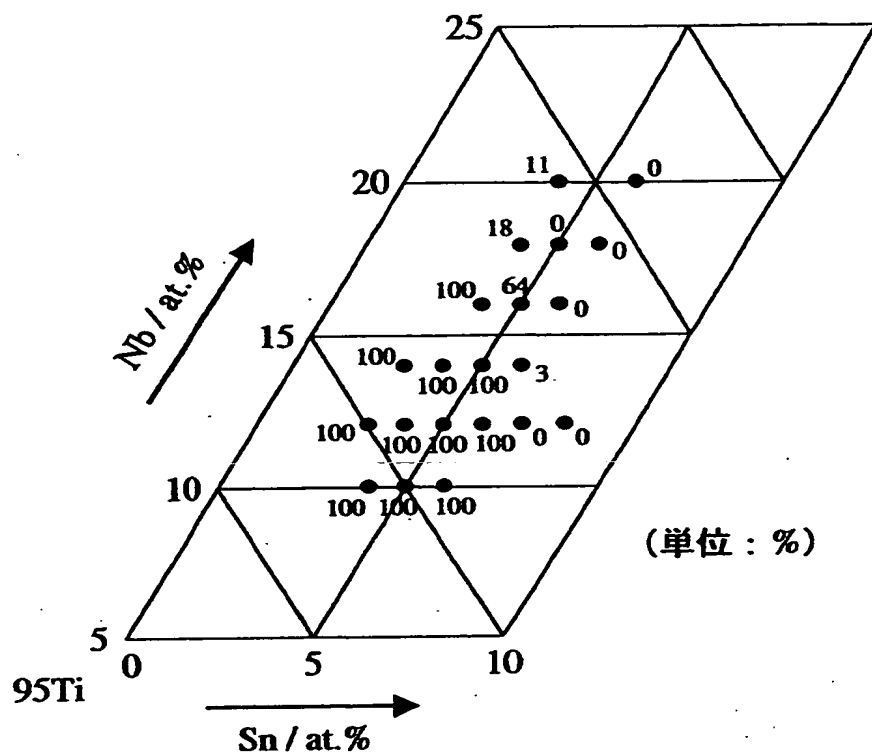


加熱前

加熱後

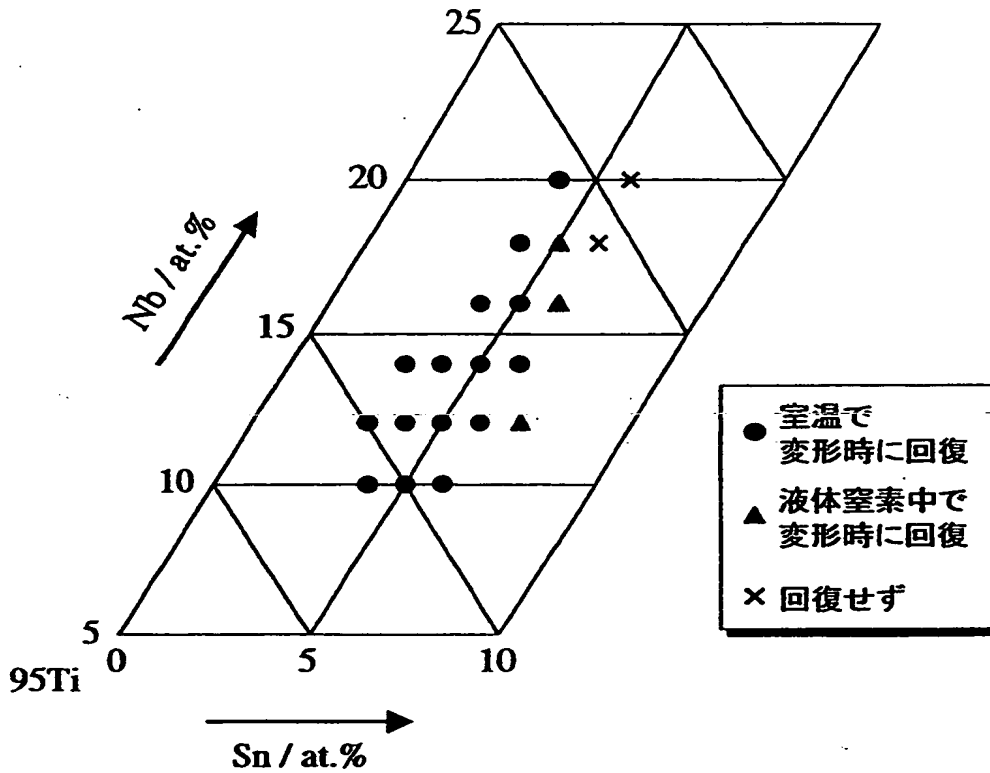
Fig. 簡易曲げ試験結果

【图 7】



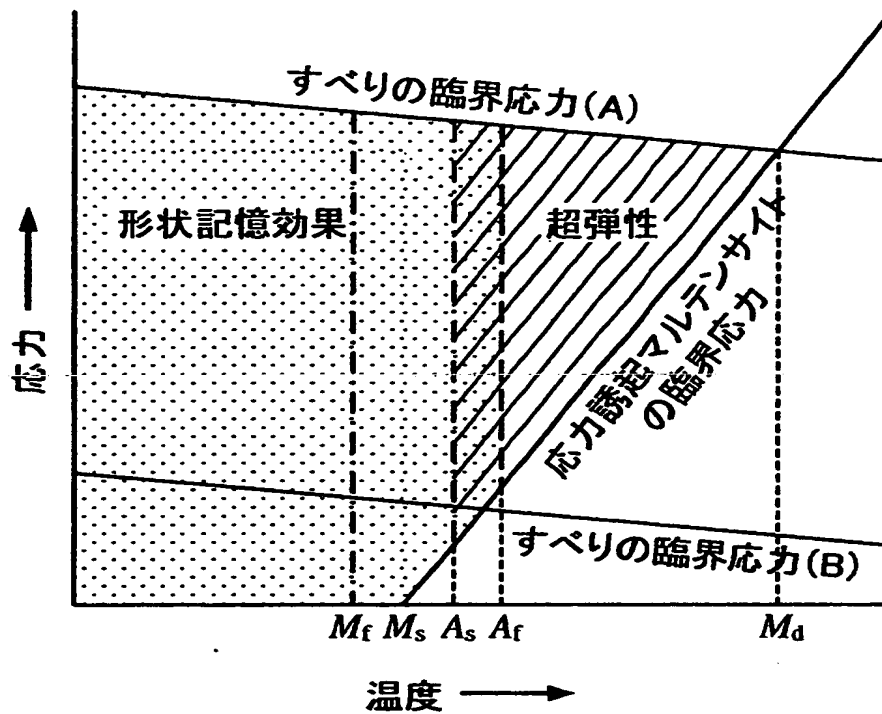
簡易曲げ試験による形状回復率

【図8】



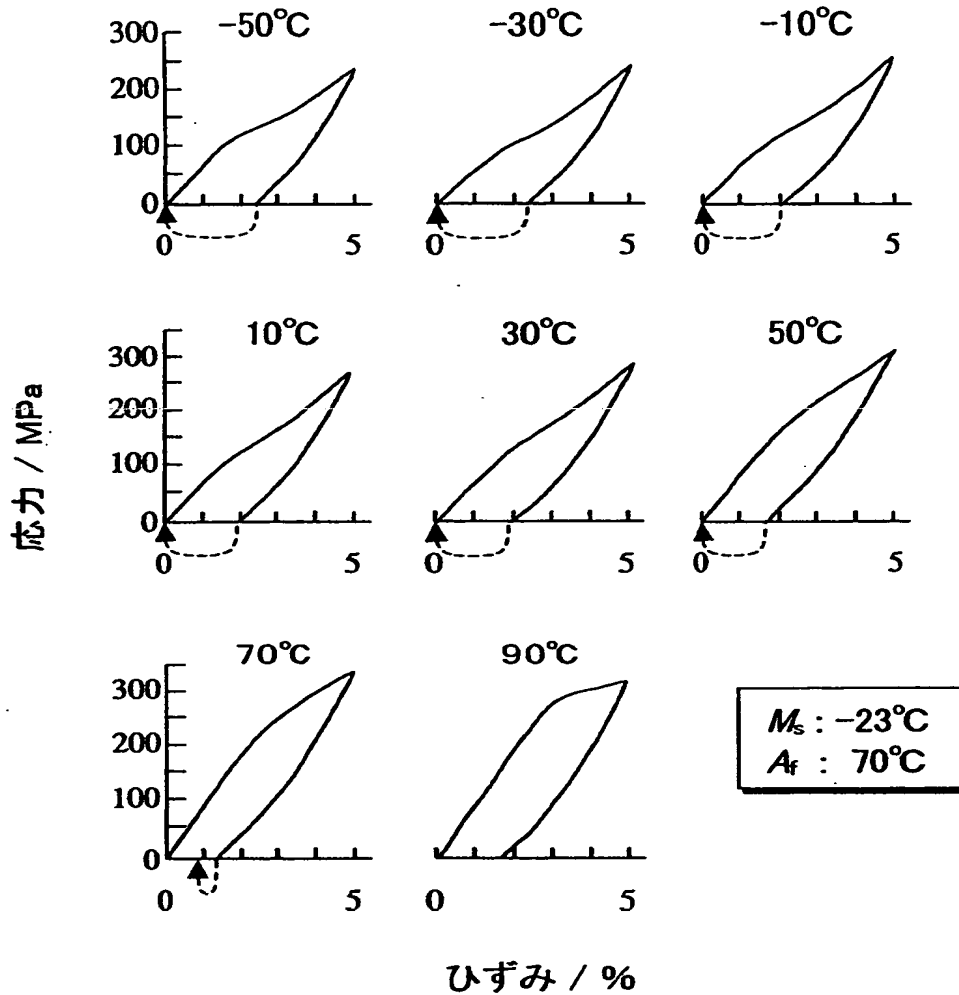
形状記憶効果の有無

【図 9】



形状記憶効果と超弾性（変態擬弾性）の
出現条件を示す模式図

【図 1 0】



17Nb4Sn の種々の温度における応力 - ひずみ線図

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 生体適合性に優れた元素で構成されている T i 合金に着目し、第 3 元素として毒性の指摘のない S n を加えた 3 元系合金を生体用の形状記憶合金として提案する。

【解決手段】 生体用形状記憶合金は、T i と Z r の両方または少なくとも 1 つの元素、N b と T a の両方または少なくとも 1 つの元素、そして他の元素としての S n、を主要元素として構成される合金材であり、この合金材が形状記憶特性または超弾性を有することを特徴としており、この生体用形状記憶合金は、前記合金材に占める N b と T a の合計元素パーセンテージが、1 0 ～ 2 0 a t % であり、かつ前記合金材に占める S b の元素パーセンテージが、3 ～ 6 a t % であるのが好ましい。

【選択図】 なし

特 2 0 0 0 - 1 4 6 6 8 6

認 定 ・ 付 加 情 報

特許出願の番号	特願 2 0 0 0 - 1 4 6 6 8 6
受付番号	5 0 0 0 0 6 1 5 0 2 9
書類名	特許願
担当官	小池 光憲 6 9 9 9
作成日	平成 1 2 年 7 月 1 4 日

< 認定情報 ・ 付加情報 >

【提出日】	平成12年 5月18日
-------	-------------

次頁無

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [8 9 9 0 0 0 0 3 5]

1. 変更年月日 1 9 9 9 年 9 月 1 6 日

[変更理由] 新規登録

住 所 宮城県仙台市青葉区荒巻字青葉 4 6 8 番地

氏 名 株式会社 東北テクノアーチ